

(51) Internationale Patentklassifikation ⁶ : C21D 8/02		A1	(11) Internationale Veröffentlichungsnummer: WO 98/40522 (43) Internationales Veröffentlichungsdatum: 17. September 1998 (17.09.98)
(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP98/01376 (22) Internationales Anmeldedatum: 10. März 1998 (10.03.98)		(81) Bestimmungsstaaten: BR, CA, CN, CZ, HU, MX, PL, TR, US, europäisches Patent (AT, BE, CH, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE).	
(30) Prioritätsdaten: 197 10 125.9 13. März 1997 (13.03.97) DE		Veröffentlicht <i>Mit internationalem Recherchenbericht. Vor Ablauf der für Änderungen der Ansprüche zugelassenen Frist. Veröffentlichung wird wiederholt falls Änderungen eintreffen.</i>	
(71) Anmelder (für alle Bestimmungsstaaten ausser US): THYSSEN KRUPP STAHL AG [DE/DE]; Kaiser-Wilhelm-Strasse 100, D-47166 Duisburg (DE). (72) Erfinder; und (75) Erfinder/Anmelder (nur für US): ENGL, Bernhard [DE/DE]; Fuchsweg 7, D-44267 Dortmund (DE). STICH, Günter [DE/DE]; Salbeiweg 5, D-44869 Bochum (DE). (74) Anwalt: COHAUSZ & FLORACK; Kanzlerstrasse 8a, D-40472 Düsseldorf (DE).			
<p>(54) Title: METHOD FOR PRODUCING A HIGHLY RESISTANT, VERY DUCTILE STEEL STRIP</p> <p>(54) Bezeichnung: VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES BANDSTAHLES MIT HOHER FESTIGKEIT UND GUTER UMFORMBARKEIT</p> <p>(57) Abstract</p> <p>The invention relates to a method for producing a highly resistant (at least 900MPa), very ductile steel strip. The steel, containing (in mass per cent): 0.10 to 0.20 % C; 0.30 to 0.60 % Si; 1.50 to 2.00 % Mn; max. 0.08 % P; 0.30 to 0.80 % Cr; up to 0.40 % Mo; up to 0.20 % Ti and/or Zr; up to 0.08 % Nb; the remainder being Fe and unavoidable impurities, is melted, cast in slabs and then rolled out into a hot rolled strip. The roll end temperature is above 800°C, the cooling speed on the delivery roller table is at least 30°C/s and the reel temperature is 300 to 600°C.</p> <p>(57) Zusammenfassung</p> <p>Die Erfindung bezieht sich auf ein Verfahren zur Erzeugung eines Bandstahles mit hoher Festigkeit von mind. 900 MPa und guter Umformbarkeit. Der Stahl enthält (in Masse-%) 0,10 bis 0,20 % C, 0,30 bis 0,60 % Si, 1,50 bis 2,00 % Mn, max. 0,08 % P, 0,30 bis 0,80 % Cr, bis 0,40 % Mo, bis 0,20 % Ti und/oder Zr, bis 0,08 % Nb Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen, wird erschmolzen, zu Brammen abgegossen und anschließend zu Warmband ausgewalzt. Die Walzendtemperatur liegt oberhalb 800 °C, die Abkühlgeschwindigkeit auf dem Auslaufrollgang beträgt mindestens 30 °C/s und die Haspeltemperatur 300 bis 600 °C.</p>			

LEDIGLICH ZUR INFORMATION

Codes zur Identifizierung von PCT-Vertragsstaaten auf den Kopfbögen der Schriften, die internationale Anmeldungen gemäss dem PCT veröffentlichen.

AL	Albanien	ES	Spanien	LS	Lesotho	SI	Slowenien
AM	Armenien	FI	Finnland	LT	Litauen	SK	Slowakei
AT	Österreich	FR	Frankreich	LU	Luxemburg	SN	Senegal
AU	Australien	GA	Gabun	LV	Lettland	SZ	Swasiland
AZ	Aserbaidschan	GB	Vereinigtes Königreich	MC	Monaco	TD	Tschad
BA	Bosnien-Herzegowina	GE	Georgien	MD	Republik Moldau	TG	Togo
BB	Barbados	GH	Ghana	MG	Madagaskar	TJ	Tadschikistan
BE	Belgien	GN	Guinea	MK	Die ehemalige jugoslawische Republik Mazedonien	TM	Turkmenistan
BF	Burkina Faso	GR	Griechenland	ML	Mali	TR	Türkei
BG	Bulgarien	HU	Ungarn	MN	Mongolei	TT	Trinidad und Tobago
BJ	Benin	IE	Irland	MR	Mauritanien	UA	Ukraine
BR	Brasilien	IL	Israel	MW	Malawi	UG	Uganda
BY	Belarus	IS	Island	MX	Mexiko	US	Vereinigte Staaten von Amerika
CA	Kanada	IT	Italien	NE	Niger	UZ	Usbekistan
CF	Zentralafrikanische Republik	JP	Japan	NL	Niederlande	VN	Vietnam
CG	Kongo	KE	Kenia	NO	Norwegen	YU	Jugoslawien
CH	Schweiz	KG	Kirgisistan	NZ	Neuseeland	ZW	Zimbabwe
CI	Côte d'Ivoire	KP	Demokratische Volksrepublik Korea	PL	Polen		
CM	Kamerun	KR	Republik Korea	PT	Portugal		
CN	China	KZ	Kasachstan	RO	Rumänien		
CU	Kuba	LC	St. Lucia	RU	Russische Föderation		
CZ	Tschechische Republik	LI	Liechtenstein	SD	Sudan		
DE	Deutschland	LK	Sri Lanka	SE	Schweden		
DK	Dänemark	LR	Liberia	SG	Singapur		
EE	Estland						

Verfahren zur Herstellung eines Bandstahles mit hoher Festigkeit und guter Umformbarkeit

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Bandstahles mit hoher Festigkeit von mind. 900 MPa und guter Umformbarkeit.

Die Forderung nach Reduzierung des Treibstoffverbrauchs von Fahrzeugen macht die Anwendung von Leichtbaukonzepten erforderlich. Leichte Konstruktionen können durch eine Verringerung der Blechdicken erreicht werden.

Zum Ausgleich des dadurch bedingten Verlustes an Festigkeit des Bauteils muß die Festigkeit des Werkstoffs erhöht werden. Eine Steigerung der Festigkeit bewirkt normalerweise eine Verminderung der Verformbarkeit. Im Fahrzeugbau eingesetzte Bleche müssen durch eine Umformung in die aus Design- und Funktionsgründen erforderliche Endform gebracht werden. Wenn die Steigerung der Festigkeit und die damit verbundene verschlechterte Umformbarkeit zu groß werden, kommt es zum Versagen beim Umformen durch lokale Einschnürung und Reißen. Aus diesem Grund ist eine Steigerung der Festigkeit begrenzt.

Die Entwicklung von Stählen zielte stets auf eine Verbesserung des Verformbarkeit/Festigkeit-Verhältnisses ab.

Im Festigkeitsbereich unter 500 MPa konnten bereits beachtliche Erfolge hinsichtlich einer Reduzierung der Blechdicke durch Einsatz von phosphorlegierten oder mikrolegierten Stählen erzielt werden. Noch bessere

Ergebnisse wurden mit Bake-hardening-Stählen erzielt. Im Festigkeitsbereich zwischen 500 und 800 MPa lieferten die Entwicklungen der Dualphasen- und der TRIP- (Transformation-induced plasticity) Stähle recht gute Umformbarkeitswerte.

Die für die Umformung relevanten Kennwerte können mit hoher Aussagekraft für die Praxis aus dem Zugversuch gewonnen werden. Besonders die Bruchdehnung und der n-Wert (Maß für das Verfestigungsvermögen) stellen wichtige Maßzahlen dar. Der n-Wert ist kennzeichnend für die Verformbarkeit unter einer Streckziehbeanspruchung. Diese ist bei den meisten Blechteilen eines Fahrzeugs der vorherrschende Verformungsmechanismus. Der n-Wert steht in verhältnismäßig guter Übereinstimmung mit dem Streckgrenzenverhältnis, das ebenfalls ein für die Praxis brauchbares Maß für das Verfestigungsvermögen eines Werkstoffs darstellt.

Um den Vorteil einer Erhöhung der Festigkeit zur Reduzierung der Blechdicke möglichst weitgehend ausnutzen zu können, werden möglichst hohe Werte der Bruchdehnung (A) und des Verfestigungswertes (n-Wert) angestrebt.

Stähle mit sehr hohen Festigkeiten über 800 MPa können sehr effizient zur Gewichtsoptimierung von crashrelevanten Teilen, wie Türaufprallträger, Stoßfängerträger, eingesetzt werden. Dazu muß die Blechdicke jedoch von z.B. über 2,0 mm auf Dicken unter 2,0 mm, etwa auf 1,5 mm, abgesenkt werden. Solch höchstfeste Stahlerzeugnisse konnten in der Vergangenheit nur als kaltgewalzte Bleche zur Verfügung gestellt werden.

- 3 -

Vor allem im Bereich höchster Festigkeiten über 800 MPa reichen beim Einsatz herkömmlicher Werkstoffkonzepte zur Herstellung von Kaltband oder Warmband die Verformungseigenschaften nicht aus, um Bleche zu brauchbaren Teilen umzuformen. Die hohe Festigkeit wird dabei durch die Einstellung von martensitischen Gefügen erzielt. Die Streckgrenzen ist aber bei solchen Stählen ebenfalls sehr hoch. Die daraus resultierenden Werte für das Streckgrenzenverhältnis bzw. die Verfestigung sind entsprechend niedrig. Dies führt neben der geringen Umformbarkeit außerdem zu hohen Rückfederungswerten, so daß Preßteile nur schwierig oder gar nicht formgerecht herstellbar sind.

Aufgabe der Erfindung ist nun Bandstähle zu entwickeln, die ein hohes Verfestigungsvermögen, gepaart mit guter Umformbarkeit und hoher Bauteilfestigkeit aufweisen.

Zur Lösung dieser Aufgabe wird erfindungsgemäß ein Verfahren vorgeschlagen, bei dem ein Stahl, bestehend aus (in Masse-%)

0,10 bis 0,20 % C

0,30 bis 0,60 % Si

1,50 bis 2,00 % Mn

max. 0,08 % P

0,30 bis 0,80 % Cr

bis 0,40 % Mo

bis 0,20 % Ti und/oder Zr

bis 0,08 % Nb

Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen

erschmolzen, zu Brammen abgegossen wird und anschließend zu Warmband ausgewalzt wird, wobei die Walzendtemperatur

oberhalb 800 °C, die Abkühlgeschwindigkeit auf dem Auslaufrollgang mindestens 30 °C/s und die Haspeltemperatur 300 bis 600 °C betragen.

Die gezielte Einstellung sehr feiner Mikrostrukturen, bestehend aus weichen und harten Phasen nebeneinander, kombiniert mit einer Verteilung feinster Ausscheidungen, eröffnete die Möglichkeit attraktiver, bisher nicht bekannter Verarbeitungs- und Gebrauchseigenschaften. Eine Gefügehärtung durch Mehrphasigkeit in Verbindung mit Härtung durch Feinkorn und feine Teilchen verursachen dabei einen multiplen Verfestigungsvorgang.

Die besondere wirtschaftliche Bedeutung des erfindungsgemäßen Verfahrens besteht in der Herstellungsmöglichkeit als Warmband in Dicken unter 2,0 mm, z.B. 1,5 mm. Das Herstellungsverfahren erfordert somit nicht unbedingt den aufwendigen Fertigungsprozeß einer Kaltbanderzeugung mit den zusätzlichen Schritten einer Kaltwalzung und abschließenden Glühung.

Das vorliegende Werkstoffkonzept beinhaltet auch die Möglichkeit werkseitig aufgebrachter Oberflächenveredelung. So kann beispielsweise eine elektrolytisch abgeschiedene Zinkschicht aufgebracht werden. Die enorme Verbesserung des Korrosionsschutzes durch eine Zinkschicht kann als bekannte Tatsache vorausgesetzt werden. Weiterhin ist bekannt, daß höchstfeste Stähle zur Versprödung durch eine Wasserstoffaufnahme beim elektrolytischen Verzinkungsvorgang neigen. Es konnte gezeigt werden, daß der erfindungsgemäße Bandstahl frei von diesen gefürchteten Verzinkungsproblemen bleibt.

Im folgenden werden die Bedeutung der Legierungselemente und der Fertigungsparameter beschrieben.

Kohlenstoff wird zur Gefügehärtung und zur Bildung von Feinstausscheidungen benötigt. Aus Gründen der Schweißbarkeit sollte der Gehalt auf 0,1 bis 0,2 % begrenzt werden.

Silizium erhöht die Härte des Mischkristalls, wozu mindestens 0,3 % erforderlich sind. Aus Gründen der Schweißbarkeit und zur Vermeidung ungünstiger Zunderausbildung ist der Gehalt auf 0,6 % zu begrenzen.

Mangan bei einem Gehalt von mindestens 1,5 % verzögert die Umwandlung und bewirkt die Bildung harter Umwandlungsprodukte. Zur Vermeidung unzulässig starker Mikroseigerungen ist der Gehalt auf max. 2,0 % zu begrenzen.

Phosphor kann zur weiteren Steigerung der Mischkristallverfestigung eingesetzt werden, sollte aber aus Gründen der Schweißbarkeit einen Gehalt von 0,08 % nicht übersteigen.

Chrom fördert bei mindestens 0,3 % die Bildung eines bainitreichen Endgefüges. Um die Umwandlung nicht zu stark zu verzögern, sollte sein Gehalt auf max. 0,80 % begrenzt werden.

Titan oder Zirkonium lassen sich zur Bildung von Feinstausscheidungen mit aushärtender Wirkung benutzen. Die Wirkung lässt bei Gehalten über 0,2 % deutlich nach. Deshalb ist der Maximalwert auf 0,2 % festgesetzt.

Niob lässt sich ebenfalls zur Ausscheidungshärtung einsetzen. Es sollten bevorzugt mindestens 0,04 % zulegiert werden. Aus Gründen der Wirksamkeit ist der Gehalt auf max. 0,08 % festgelegt.

Bor verbessert die Härtbarkeit bei Gehalten im Bereich von 0,0005 bis 0,005 %. Dazu wird es nach dem Kenntnisstand bei martensitisch umwandelnden Stählen eingesetzt. Es hat sich überraschenderweise herausgestellt, daß Bor auch im vorliegenden Fall im bainitischen Grundgefüge eine signifikante Steigerung der Festigkeit bei nur geringer Erniedrigung der Umformbarkeit hervorruft.

Die Walzenendtemperatur sollte im Bereich des homogenen Austenits und damit nicht unter 800 °C liegen, um zum einen ausreichend niedrige Formänderungswiderstände zu gewährleisten und zum anderen verformungsinduzierte Ausscheidungen gering zu halten.

Die Abkühlbedingungen sind so zu wählen, daß eine Umwandlung zu Perlit vermieden wird und die Umwandlung weitestgehend in der Bainitstufe erfolgt. Anteile von Martensit können zu weiterer Verfestigung beitragen. Des Weiteren soll eine Verfestigung durch Ausscheidung von feinsten Teilchen erzielt werden. Dazu ist eine Abkühlung von Walzendtemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit von mindestens 30 °C/s erforderlich. Dieser Abkühlvorgang ist bei einer Temperatur unter 600 °C zu beenden, indem das Band auf einen Haspel aufgewickelt wird und danach im Coil abkühlt.

Die Erfindung wird anhand der nachfolgenden Beispiele beschrieben.

In Tabelle 1 sind die chemischen Zusammensetzungen der erfindungsgemäß hergestellten Bandstähle 1 und 2 und Stahl 3, einem martensitischen Vergleichsstahl, mitgeteilt.

In der Tabelle 2 sind die kennzeichnenden mechanischen Eigenschaften der erfindungsgemäß erzeugten Bandstähle 1 und 2 und des Vergleichsstahls 3, der durch eine nachgeschaltete Wärmebehandlung auf die in Tabelle 2 angegebenen Werte angelassen wurde, aufgeführt.

Ein Eigenschaftsvergleich weist die großen Vorteile des erfindungsgemäß erzeugten Bandstahls klar auf. Er weist eine höhere Bruchdehnung und ein besseres Streckgrenzenverhältnis als Maß für die Verfestigung auf.

Tabelle 3 zeigt den Einfluß niedriger Haspeltemperatur und einer nachfolgenden Wärmebehandlung auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäß erzeugten Bandstahls der Zusammensetzung des Stahls 1 in Tabelle 1 auf. Durch niedrige Haspeltemperaturen von vorzugsweise 330 °C können deutlich Steigerungen der Festigkeitseigenschaften erreicht werden, siehe Beispiel 4 in Tabelle 3.

Ein weiterer Gegenstand der Erfindung besteht in der Erzielung der vorteilhaften Wirkung einer nachfolgenden Wärmebehandlung. Es hat sich überraschenderweise herausgestellt, daß durch die thermische Behandlung des erfindungsgemäß erzeugten Bandstahls im Temperaturbereich zwischen 500 und 850 °C die Umformeigenschaften noch weiter gesteigert werden können.

Die Beispiele 4, 5 und 6 in Tabelle 3 zeigen die Wirkung einer solchen Wärmebehandlung an dem Stahl 1 mit der Zusammensetzung gemäß Tabelle 1. Dadurch wird ein Werkstoffzustand erreicht, der Vorteile für Bauteile bietet, die insgesamt noch hohe Festigkeiten, vor allem Streckgrenzen bei guter Umformbarkeit, aufweisen müssen. Dieses Eigenschaftsbild bietet sich für die Herstellung von kaltprofilierten Teilen mit einem hohen Energieaufnahmevermögen an (Beispiel 5a). Durch Wahl höherer Glühtemperaturen können hohe Festigkeiten bei außerordentlich niedrigen Streckgrenzenverhältnissen bzw. gleichbedeutend hoher Verfestigung bei guten Dehnungswerten erreicht werden (Beispiele 5b, 6a bis 6c).

Viele warmgewalzte Erzeugnisse zeigen den Nachteil, daß sie ihre vorteilhaften Eigenschaften verlieren, wenn sie anschließend kaltgewalzt und rekristallisierend gegläht werden. Für den erfindungsgemäß erzeugten Bandstahl wurde jedoch gefunden, daß er auch nach anschließendem Kaltwalzen und Glühen ebenfalls vorteilhafte Eigenschaften aufweist. So zeigt Beispiel 7 in Tabelle 3, daß der erfindungsgemäß erzeugte Bandstahl 1 nach einer Kaltwalzung mit 50 % Verformungsgrad und anschließender Glühung ebenfalls hohe Festigkeiten bei noch weiter verbessertem Streckgrenzenverhältnis gegenüber den nur warmgewalzten Bandstählen 1 und 2 erreicht.

- 9 -

Tabelle 1

(Masse-%)

Stahl	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ti
1	0,14	0,47	1,83	0,007	0,002	0,025	0,004	0,34	0,12	0,15
2a	0,19	0,43	1,67	0,013	0,007	0,032	0,007	0,49	0,30	0,18
2b	0,17	0,53	1,82	0,013	0,012	0,049	0,012	0,77	0,02	0,18
3*	0,15	0,01	1,75	0,011	0,003	0,020	0,004	0,55	0,01	0,003

*) martensitischer Vergleichsstahl

Tabelle 2

Stahl	Probenlage	R _e N/mm ²	R _m N/mm ²	R _e /R _m	A _g %	A ₅ %	A ₈₀ %	WET °C	HT °C
1	längs	653	1065	0,61	8	18	11	910	530
	quer	652	1098	0,59	8	17	12		
2a	längs	670	1115	0,60	7	16	10	880	550
2b	längs	680	1140	0,60	7	15	9	880	550
3*	längs	1050	1096	0,96	2	10	5	880	280

*) Vergleichsstahl

R_e - StreckgrenzeR_m - ZugfestigkeitA_g - GleichmaßdehnungA₅ - BruchdehnungA₈₀ - Bruchdehnung

WET - Walzendtemperatur

HT - Haspeltemperatur

-10-

Tabelle 3

Beispiel	Glühung		R _e	R _m	R _e /R _m	A ₈₀	WET °C	HT °C
	°C	min	N/mm ²	N/mm ²				
4	./.	./.	1203	1395	0,86	3	910	330
5a	600	120	1040	1070	0,97	9	910	330
	750	1	690	1190	0,58	7	910	330
6a	750	1	620	1095	0,58	6	910	530
	800	1	600	1086	0,55	10	910	530
6c	850	1	492	913	0,54	14	910	530
7*a	800	1	627	1149	0,55	8	910	530
	850	1	446	959	0,47	12	910	530

*) kaltgewalzt mit 50 %

Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung von Bandstahl mit hoher Festigkeit von mind. 900 MPa und guter Umformbarkeit, bestehend aus (in Masse-%)

0,10 bis 0,20 % C

0,30 bis 0,60 % Si

1,50 bis 2,00 % Mn

max. 0,08 % P

0,30 bis 0,80 % Cr

bis 0,40 % Mo

bis 0,20 % Ti und/oder Zr

bis 0,08 % Nb

Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen,

der erschmolzen, zu Brammen abgegossen wird und anschließend zu Warmband ausgewalzt wird, wobei die Walzendtemperatur oberhalb 800 °C, die Abkühlgeschwindigkeit auf dem Auslaufrollgang mindestens 30 °C/s und die Haspeltemperatur 300 bis 600 °C betragen.

2. Verfahren nach Anspruch 1,
dadurch gekennzeichnet, daß das Warmband bei einer Temperatur von maximal 550 °C gehaspelt wird.

3. Verfahren nach Anspruch 1,
dadurch gekennzeichnet, daß
das Warmband bei maximal 350 °C gehaspelt wird.

4. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 3,
dadurch gekennzeichnet, daß
das Warmband nicht unter 330 °C gehaspelt wird.

5. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche
1 bis 4, dadurch gekennzeichnet,
daß das Warmband auf eine Enddicke von max. 2,0 mm
gewalzt wird.

6. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche
1 bis 5, dadurch gekennzeichnet,
daß das Warmband dressiert wird.

7. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche
1 bis 6, dadurch gekennzeichnet,
daß das Band gebeizt und metallisch beschichtet wird.

8. Verfahren nach Anspruch 7,
dadurch gekennzeichnet, daß
die metallische Beschichtung elektrolytisch aufgebracht
wird.

9. Verfahren nach Anspruch 7,
dadurch gekennzeichnet, daß
die metallische Beschichtung im Schmelztauchverfahren
aufgebracht wird.

10. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche
1 bis 6, dadurch gekennzeichnet,
daß das Warmband im Bereich von 500 bis 850 °C gegläht
wird.

11. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 6, dadurch gekennzeichnet, daß nach dem Warmwalzen eine Kaltwalzung von mind. 30 % und eine Durchlaufglühung bei Temperaturen zwischen 700 und 900 °C durchgeführt wird.

12. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 11, dadurch gekennzeichnet, daß dem Stahl max. 0,15 % Mo zulegiert wird.

13. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 12, dadurch gekennzeichnet, daß dem Stahl mindestens 0,04 % Ti und/oder Zr zulegiert wird.

14. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 13, dadurch gekennzeichnet, daß dem Stahl 0,0005 bis 0,005 % B zulegiert wird.

15. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 14, dadurch gekennzeichnet, daß dem Stahl mindestens 0,04 % Nb zulegiert wird.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No

PCT/EP 98/01376

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

IPC 6 C21D8/02

According to International Patent Classification(IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

IPC 6 C21D

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practical, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	DE 33 23 255 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 29 December 1983 see claim 9; table VI ---	1
A	DE 22 01 855 B (HOESCH WERKE AG) 26 July 1973 see claims 1-4 ---	1
A	EP 0 080 809 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 8 June 1983 see claims 1,2; table ---	1

Further documents are listed in the continuation of box C.

Patent family members are listed in annex.

° Special categories of cited documents :

- "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- "E" earlier document but published on or after the international filing date
- "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art.

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

28 July 1998

Date of mailing of the international search report

06/08/1998

Name and mailing address of the ISA

European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2
NL - 2280 HV Rijswijk
Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,
Fax: (+31-70) 340-3016

Authorized officer

Sutor, W

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No
PCT/EP 98/01376

C.(Continuation) DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 60 190 518 A (KOBE SEIKOSHO K.K.) 28 September 1985 see tables 1,2 -& PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 010, no. 043 (C-329), 20 February 1986 & JP 60 190518 A (KOBE SEIKOSHO KK), 28 September 1985, see abstract ----	1
A	JP 58 185 719 A (KOBE SEIKOSHO K.K.) 29 October 1983 see tables 1,2 -& PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 008, no. 019 (C-207), 26 January 1984 & JP 58 185719 A (KOBE SEIKOSHO KK), 29 October 1983, see abstract ----	1
A	JP 52 114 518 A (SUMITOMO METAL IND., LTD.) 26 September 1977 see tables 1,2 -& DATABASE WPI Section Ch, Week 7745 Derwent Publications Ltd., London, GB; Class M24, AN 77-79982Y XP002072981 & JP 52 114 518 A (SUMITOMO METAL IND LTD) see abstract -----	1

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International Application No

PCT/EP 98/01376

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)			Publication date
DE 3323255	A	29-12-1983	JP	1707341 C	27-10-1992
			JP	3065425 B	11-10-1991
			JP	59229464 A	22-12-1984
			JP	1515555 C	24-08-1989
			JP	59150018 A	28-08-1984
			JP	63066367 B	20-12-1988
			JP	1399958 C	28-09-1987
			JP	59001632 A	07-01-1984
			JP	62004450 B	30-01-1987
			FR	2529231 A	30-12-1983
			GB	2122644 A, B	18-01-1984
			US	4472208 A	18-09-1984
DE 2201855	B	26-07-1973	NONE		
EP 80809	A	08-06-1983	JP	1027128 B	26-05-1989
			JP	1551501 C	23-03-1990
			JP	58077528 A	10-05-1983
			CA	1208106 A	22-07-1986
			US	4521258 A	04-06-1985
JP 60190518	A	28-09-1985	NONE		
JP 58185719	A	29-10-1983	NONE		
JP 52114518	A	26-09-1977	NONE		

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

I. nationales Aktenzeichen

PCT/EP 98/01376

A. KLASIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES
IPK 6 C21D8/02

Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPK) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPK

B. RECHERCHIERTE GEBIETE

Recherchierte Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole)
IPK 6 C21D

Recherchierte aber nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Gebiete fallen

Während der internationalen Recherche konsultierte elektronische Datenbank (Name der Datenbank und evtl. verwendete Suchbegriffe)

C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN

Kategorie ³	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	DE 33 23 255 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 29. Dezember 1983 siehe Anspruch 9; Tabelle VI ---	1
A	DE 22 01 855 B (HOESCH WERKE AG) 26. Juli 1973 siehe Ansprüche 1-4 ---	1
A	EP 0 080 809 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 8. Juni 1983 siehe Ansprüche 1,2; Tabelle ---	1

Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen

Siehe Anhang Patentfamilie

³ Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen :

"A" Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist

"E" älteres Dokument, das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist

"L" Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchebericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt)

"O" Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Aussstellung oder andere Maßnahmen bezieht

"P" Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist

"T" Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist

"X" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erforderlicher Tätigkeit beruhend betrachtet werden

"Y" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erforderlicher Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren anderen Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist

"&" Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist

Datum des Abschlusses der internationalen Recherche

Absendedatum des internationalen Rechercheberichts

28. Juli 1998

06/08/1998

Name und Postanschrift der Internationalen Recherchenbehörde
Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2
NL - 2280 HV Rijswijk
Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,
Fax: (+31-70) 340-3016

Bevollmächtigter Bediensteter

Sutor, W

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP 98/01376

C.(Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN

Kategorie ³	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
A	JP 60 190 518 A (KOBE SEIKOSHO K.K.) 28.September 1985 siehe Tabellen 1,2 -& PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 010, no. 043 (C-329), 20.Februar 1986 & JP 60 190518 A (KOBE SEIKOSHO KK), 28.September 1985, siehe Zusammenfassung ---	1
A	JP 58 185 719 A (KOBE SEIKOSHO K.K.) 29.Oktober 1983 siehe Tabellen 1,2 -& PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 008, no. 019 (C-207), 26.Januar 1984 & JP 58 185719 A (KOBE SEIKOSHO KK), 29.Oktober 1983, siehe Zusammenfassung ---	1
A	JP 52 114 518 A (SUMITOMO METAL IND., LTD.) 26.September 1977 siehe Tabellen 1,2 -& DATABASE WPI Section Ch, Week 7745 Derwent Publications Ltd., London, GB; Class M24, AN 77-79982Y XP002072981 & JP 52 114 518 A (SUMITOMO METAL IND LTD) siehe Zusammenfassung -----	1

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP 98/01376

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie			Datum der Veröffentlichung	
DE 3323255	A 29-12-1983	JP 3065425 JP 59229464 JP 1515555 JP 59150018 JP 63066367 JP 1399958 JP 59001632 JP 62004450 FR 2529231 GB 2122644 US 4472208	C B A C A B C A B A A B A A A	1707341 3065425 59229464 1515555 59150018 63066367 1399958 59001632 62004450 2529231 2122644 4472208	C B A C A B C A B A A B A A A	27-10-1992 11-10-1991 22-12-1984 24-08-1989 28-08-1984 20-12-1988 28-09-1987 07-01-1984 30-01-1987 30-12-1983 18-01-1984 18-09-1984
DE 2201855	B 26-07-1973	KEINE				
EP 80809	A 08-06-1983	JP 1551501 JP 58077528 CA 1208106 US 4521258	B C A A A	1027128 1551501 58077528 1208106 4521258	26-05-1989 23-03-1990 10-05-1983 22-07-1986 04-06-1985	
JP 60190518	A 28-09-1985	KEINE				
JP 58185719	A 29-10-1983	KEINE				
JP 52114518	A 26-09-1977	KEINE				